

М. В. Майсурадзе*, М. А. Рыжков, О. А. Сурнаева

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

**spirallog@gmail.com*

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

Проведено дилатометрическое исследование кинетики мартенситного превращения при непрерывном охлаждении легированных сталей различного состава. Определен коэффициент уравнения Коистинена – Марбургера, описывающего кинетику мартенситного превращения. Установлена зависимость расчетной температуры начала мартенситного превращения от химического состава стали.

Ключевые слова: сталь; мартенсит; кинетика; дилатометрия; уравнение Коистинена – Марбургера.

M. V. Maysuradze, M. A. Ryzhkov, O. A. Surnaeva

INVESTIGATION OF MARTENSITE TRANSFORMATION KINETICS IN ALLOYED STEELS

The dilatometer investigation of the kinetics of martensite transformation in various alloyed steels was conducted. The parameter of the Koistinen-Marburger (KM) equation was determined. The dependence of the KM martensite start temperature on the chemical composition of the steel was obtained.

Keywords: steel, martensite; kinetics; dilatometer analysis; Koistinen-Marburger equation.

Высокая прочность стальных деталей после закалки определяется формированием мартенситной структуры [1]. Однако при этом уменьшаются пластические и вязкостные характеристики стали. Одним из способов решения задачи получения в стали одновременно высокой прочности и пластичности после термической обработки является реализация режимов, направленных на стабилизацию остаточного аустенита при мартенситном превращении [2]. Для правильного осуществления стабилизации остаточного аустенита необходимо производить изотермическую выдержку стали при определенной температуре ниже температуры начала мартенситного превращения [3]. Цель настоящей работы заключалась в исследовании влияния легирования

на кинетику мартенситного превращения и положение температуры начала мартенситного превращения.

Были исследованы стали различных систем легирования, химический состав приведен в таблице. Температура аустенитизации составляла $A_{c3} + 30\text{--}50\text{ }^{\circ}\text{C}$ для каждой марки стали. Эксперименты производились при помощи дилатометра *Linseis L78 "R.I.T.A."* при скорости охлаждения $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Доля превращения оценивалась из исходной зависимости относительного удлинения от температуры по методике [4; 5].

Химический состав исследованных сталей, масс. %

Марка стали	C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo	V
20X2Г2СНМЛ	0,18	2,35	1,99	1,03	1,17	0,34	0,007
20X2Н2МЛ	0,18	2,13	0,35	0,07	2,17	0,40	0,001
20ХГ2НМЛ	0,21	1,04	1,70	0,00	1,18	0,31	0,005
25Г2С2Н2МА-1	0,24	0,31	1,35	1,42	1,71	0,40	0,008
25Г2С2Н2МА-2	0,24	0,34	1,38	1,55	1,69	0,40	0,010
22Х1МФА	0,24	1,12	0,63	0,32	0,01	0,33	0,050
25Х2Н4МА	0,27	1,50	0,34	0,29	4,03	0,34	0,002
26ХМФА-2	0,25	0,86	0,55	0,28	0,07	0,52	0,050
26ХМФА-3	0,25	0,85	0,56	0,25	0,07	0,77	0,050
40ХМФА	0,42	0,90	0,62	0,25	0,09	0,20	0,140
50ХМФА	0,49	1,11	0,79	0,23	0,46	0,98	0,110
60С2	0,61	0,26	0,79	2,22	0,01	0,01	0,020
75Х3МФА	0,77	3,40	0,57	0,61	0,40	0,15	0,100

Кинетика мартенситного превращения для исследованных сталей приведена на рис. 1.

Установлено, что температурный интервал мартенситного превращения для всех исследованных марок сталей составляет $140\text{--}160\text{ }^{\circ}\text{C}$ ниже M_n . Для математического описания кинетики мартенситного превращения использовали уравнение Коистинена – Марбургера [6]:

$$P = 1 - \exp[-\alpha \cdot (M_H - t)], \quad (1)$$

где P – количество образовавшегося мартенсита; t – температура; M_H – температура начала мартенситного превращения; α – константа,

определяемая путем последовательных итераций до совпадения экспериментальной и расчетной кинетики.

Полученная расчетная кинетика адекватно описывает экспериментальные данные, однако расчетное значение M_H в ряде случаев не совпадает с экспериментально наблюдаемым (рис. 2). Это связано с химической неоднородностью сталей, вследствие чего мартенситное превращение в отдельных локальных объемах начинается раньше, чем в основном металле. На рис. 2 представлены данные для двух плавок одной марки стали, отличающихся по степени химической и структурной неоднородности (плавка № 1 более однородна по сравнению с плавкой № 2). Как видно, для более однородной стали результат расчета по уравнению (1) удовлетворительно совпадает с экспериментальной кинетикой во всем интервале превращения, а для плавки № 2 наблюдается отклонение в начале превращения.

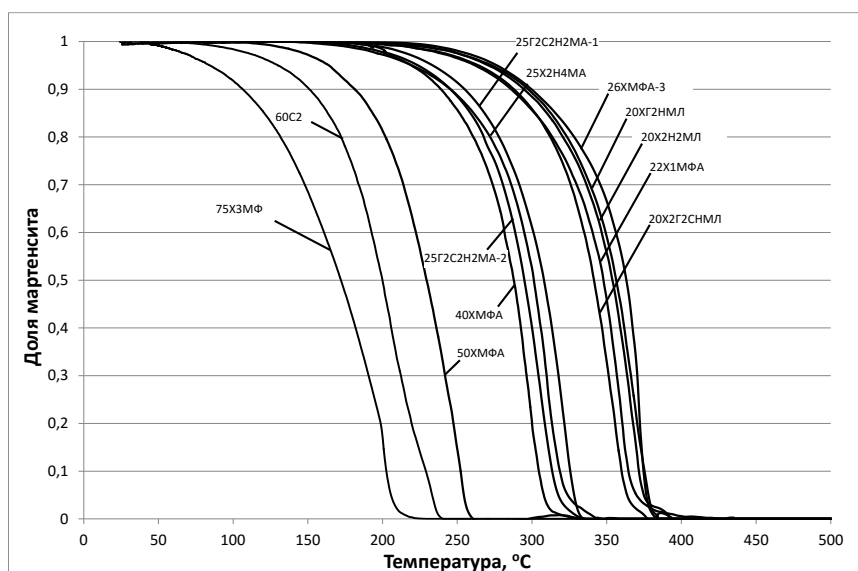


Рис. 1. Кинетика образования мартенсита при непрерывном охлаждении исследуемых марок стали

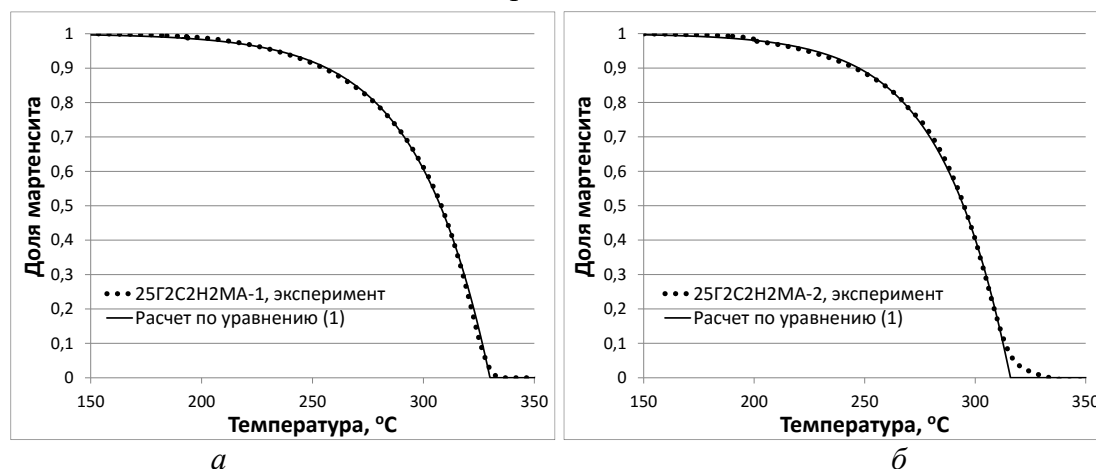


Рис. 2. Экспериментальная кинетика мартенситного превращения в стали 25Г2С2Н2МА с разной степенью структурной неоднородности и результат расчета по уравнению (1): а – плавка № 1; б – плавка № 2

Установлено, что значение постоянной α для всех исследованных сталей составляет 0,03, за исключением стали 75Х3МФ, для которой α составляет 0,02. Это может быть связано с неполным протеканием мартенситного превращения вследствие того, что температура конца превращения для данной стали ниже 20 °С.

На основании регрессионного анализа определена зависимость температуры M_H , полученной из уравнения (1), от химического состава стали, масс. %:

$$M_{HP} = 476,4 - 304,6 \%C + 3,9 \%Cr - 7,09 \%Mn - 25,0 \%Si - 15,4 \%Ni - 2,5 \%Mo - 212,3 \%V \quad (2)$$

Данная зависимость обладает высокой адекватностью: отношение табличного значения критерия Фишера к расчетному составляет 220. Зависимость температуры M_H , определенной по уравнению (1) от M_{HP} , рассчитанной по уравнению (2), представлена на рис. 3. Таким образом, уравнение регрессии (2) позволяет с достаточной точностью определить температуру начала мартенситного превращения, исходя из химического состава стали, на основании чего можно установить необходимую температуру изотермической выдержки ниже M_H для максимально эффективной стабилизации остаточного аустенита.

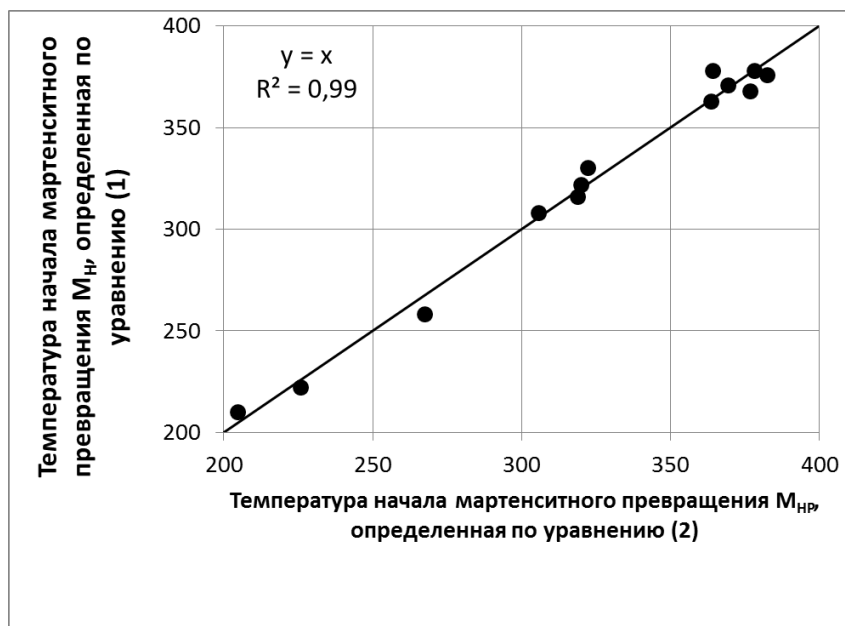


Рис. 3. Соотношение температур начала мартенситного превращения, определенных по уравнению (1) и по уравнению (2)

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006, в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект № 11.1465.2014/К, а также в рамках

Гранта Президента РФ для молодых ученых – кандидатов наук МК-7929.2016.8.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Металловедение и термическая обработка стали. Том 2. Основы термической обработки / под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. М. : Машиностроение, 1983. 368 с.*
2. Toji Y., Miyamoto G., Raabe D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation // *Acta Materialia*. 2015. V. 86. P. 137–147.
3. Speer J. G., De Moor E., Clarke A. J. Critical Assessment 7: Quenching and partitioning // *Materials Science and Technology*. 2015. V. 31. P. 3–9.
4. Kop T.A., Sietsma J., Van Der Zwaag S. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels // *Journal of Materials Science*. 2001. V. 36. P. 519–526.
5. Maisuradze M. V., Yudin Yu. V., Ryzhkov M. A. Numerical simulation of pearlitic transformation in steel 45Kh5MF // *Metal Science and Heat Treatment*. 2015. V. 56. P. 512–516.
6. Koistinen D. P., Marburger R. E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels // *Acta Metallurgica*. 1959. V. 7. № 1. P. 59–60.